

Document made available under the Patent Cooperation Treaty (PCT)

International application number: PCT/JP04/019468

International filing date: 17 December 2004 (17.12.2004)

Document type: Certified copy of priority document

Document details: Country/Office: JP
Number: 2003-423329
Filing date: 19 December 2003 (19.12.2003)

Date of receipt at the International Bureau: 10 March 2005 (10.03.2005)

Remark: Priority document submitted or transmitted to the International Bureau in compliance with Rule 17.1(a) or (b)



World Intellectual Property Organization (WIPO) - Geneva, Switzerland
Organisation Mondiale de la Propriété Intellectuelle (OMPI) - Genève, Suisse

日 本 国 特 許 庁
JAPAN PATENT OFFICE

14.01.2005

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出 願 年 月 日
Date of Application: 2003年12月19日

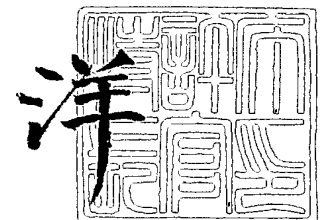
出 願 番 号
Application Number: 特願2003-423329
[ST. 10/C]: [JP2003-423329]

出 願 人
Applicant(s): 新日本製鐵株式会社

2005年 2月24日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

小 川



【書類名】 特許願
【整理番号】 1034883
【提出日】 平成15年12月19日
【あて先】 特許庁長官 今井 康夫 殿
【国際特許分類】 C22C 38/58
F16L 1/038
C22C 38/26

【発明者】
【住所又は居所】 千葉県富津市新富 2 0 - 1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部
内
【氏名】 朝日 均

【発明者】
【住所又は居所】 千葉県富津市新富 2 0 - 1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部
内
【氏名】 原 卓也

【特許出願人】
【識別番号】 000006655
【氏名又は名称】 新日本製鐵株式会社

【代理人】
【識別番号】 100099759
【弁理士】
【氏名又は名称】 青木 篤
【電話番号】 03-5470-1900

【選任した代理人】
【識別番号】 100077517
【弁理士】
【氏名又は名称】 石田 敬

【選任した代理人】
【識別番号】 100087413
【弁理士】
【氏名又は名称】 古賀 哲次

【選任した代理人】
【識別番号】 100113918
【弁理士】
【氏名又は名称】 亀松 宏

【選任した代理人】
【識別番号】 100082898
【弁理士】
【氏名又は名称】 西山 雅也

【手数料の表示】
【予納台帳番号】 209382
【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】
【物件名】 特許請求の範囲 1
【物件名】 明細書 1
【物件名】 図面 1
【物件名】 要約書 1
【包括委任状番号】 0018106

【書類名】 特許請求の範囲

【請求項 1】

質量%で、

C : 0.03 ~ 0.07 %、
 Si : 0.6 % 以下、
 Mn : 1.5 ~ 2.5 %、
 P : 0.015 % 以下、
 S : 0.003 % 以下、
 Ni : 0.1 ~ 1.5 %、
 Mo : 0.15 ~ 0.60 %、
 Nb : 0.01 ~ 0.10 %、
 Ti : 0.005 ~ 0.030 %、
 Al : 0.06 % 以下、

を含み、さらに、

B : 0.0025 % 以下、
 N : 0.001 ~ 0.006 %、
 V : 0.10 % 以下、
 Cu : 1.0 % 以下、
 Cr : 1.0 % 以下、
 Ca : 0.01 % 以下、
 REM : 0.02 % 以下、
 Mg : 0.006 % 以下、

の 1 種または 2 種以上を含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなり、下記に定義される P 値が 2.5 ~ 4.0 を満足する鋼板を突き合わせ溶接した鋼管であって、母材部の肉厚方向の平均ビッカース硬さ Hv-ave と C 量で決まるマルテンサイト硬さ Hv-M との比 (Hv-ave) / (Hv-M) が 0.8 ~ 0.9 であり、円周方向の引張強さ TS-C が 900 ~ 1100 MPa であることを特徴とする低温靱性に優れた超高強度ラインパイプ。

$$P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + (1 + \beta)Mo - 1 + \beta$$

但し、 $B \geq 3 \text{ ppm}$ では $\beta = 1$ 、 $B < 3 \text{ ppm}$ では $\beta = 0$

$$Hv-M = 270 + 1300C$$

ここで、元素記号は元素の質量%

【請求項 2】

前記母材部の -20℃での Vノッチシャルピー値が 200 J 以上であることを特徴とする請求項 1 に記載の低温靱性に優れた超高強度ラインパイプ。

【請求項 3】

前記鋼管において、鋼管長手方向の引張強さ/鋼管円周方向の引張強さの比が 0.95 以下であることを特徴とする請求項 1 または 2 に記載の低温靱性に優れた超高強度ラインパイプ。

【請求項 4】

請求項 1 に記載の化学成分を有するスラブを 1000 ~ 1250℃に加熱した後、再結晶域での粗圧延に次いで、900℃以下の未再結晶オーステナイト域で累積圧下量が 75 % 以上の未再結晶域圧延を施し、その後、オーステナイト域から、板厚中心部を 1 ~ 10℃/秒の冷却速度で 500℃以下まで加速冷却して鋼板を製造し、この鋼板を、圧延方向と鋼管長手方向が一致するように管状に成形し、突き合わせ部を溶接して鋼管とすることを特徴とする低温靱性に優れた超高強度ラインパイプの製造方法。

【請求項 5】

前記加速冷却した後の鋼板を UO 工程で管状に成形し、その突き合わせ部を内外面からサブマージーク溶接で接合した後、拡管することを特徴とする請求項 4 に記載の低温靱性に優れた超高強度ラインパイプの製造方法。

【書類名】明細書

【発明の名称】低温靱性に優れた超高強度ラインパイプおよびその製造法

【技術分野】

【0001】

本発明は、900MPa以上の鋼管周方向の引張強さ（TS-C）を有する低温靱性の優れた、天然ガス・原油輸送用ラインパイプとして広く使用できる超高強度ラインパイプに関するものである。

【背景技術】

【0002】

近年、原油・天然ガスの長距離輸送方法としてパイプラインの重要性がますます高まっている。現在、長距離輸送用の幹線ラインパイプとしては、米国石油協会（API）規格X80以下が規格化されている。しかし、（1）高圧化による輸送効率の向上や、（2）ラインパイプの外径・重量の低減による現地施工能率の向上のため、より高強度のラインパイプが要望されている。

【0003】

既に、特許文献1に示されているように、母材部のミクロ組織がマルテンサイト／ベイナイト混合組織（下部ベイナイト組織）を主体とするX120ラインパイプの開発が進められている。しかし、このラインパイプの製造においては、非常に厳密な組織制御が必要である。それ故、特性を低下させることなく製造が容易な鋼管が求められている。

【0004】

また、極めて厳しい敷設環境においては、現地円周溶接金属強度が、鋼管の長手方向強度と較べて十分高くなく、現地溶接部の破壊限界き裂が小さくなる場合が予測されている。現地円周溶接金属強度をより高強度化すればよいが、既に高強度であり、低温靱性を低下させずにさらに高強度化することは困難である。

【0005】

鋼管が内圧に耐えるためには円周方向の強度が必要であるが、鋼管長手方向強度は耐内圧には関係がない。そこで、もし円周方向強度を保持したまま鋼管長手方向強度を低くすることができれば、円周溶接金属の強度と較べて鋼管長手強度を低くすることができる。

【0006】

なお、本出願人は、特許文献2において、高強度鋼管について開示したが、本発明とは組織が異なり、製造方法としては未再結晶領域の加工量等が異なる。

【0007】

【特許文献1】特開2000-199056号公報

【特許文献2】特願2002-377829号

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

本発明は、900MPa以上の鋼管周方向引張強さ（TS-C）を有し、かつ、現地溶接が容易で、低温靱性の優れた超高強度ラインパイプ（API規格X120相当）とその製造方法を提供するものである。

【課題を解決するための手段】

【0009】

本発明者は、鋼管周方向の引張強さが900MPa以上で、低温靱性および現地溶接性の優れた超高強度鋼管を得るための鋼材の満足すべき条件について鋭意研究を行い、新しい超高強度ラインパイプおよびその製造方法を発明するに至った。

【0010】

本発明の要旨は、以下のとおりである。

（1）質量％で、

C : 0.03～0.07％、

Si : 0.6％以下、

Mn : 1.5 ~ 2.5 %、
P : 0.015 %以下、
S : 0.003 %以下、
Ni : 0.1 ~ 1.5 %、
Mo : 0.15 ~ 0.60 %、
Nb : 0.01 ~ 0.10 %、
Ti : 0.005 ~ 0.030 %、
Al : 0.06 %以下、

を含み、さらに、

B : 0.0025 %以下、
N : 0.001 ~ 0.006 %、
V : 0.10 %以下、
Cu : 1.0 %以下、
Cr : 1.0 %以下、
Ca : 0.01 %以下、
REM : 0.02 %以下、
Mg : 0.006 %以下、

の1種または2種以上を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、下記に定義されるP値が2.5 ~ 4.0を満足する鋼板を突き合わせ溶接した鋼管であって、母材部の肉厚方向の平均ビッカース硬さHv-aveとC量で決まるマルテンサイト硬さHv-Mとの比 (Hv-ave) / (Hv-M) が0.8 ~ 0.9であり、円周方向の引張強さTS-Cが900 ~ 1100 MPaであることを特徴とする低温靱性に優れた超高強度ラインパイプ。

【0011】

$$P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) \\ + (1 + \beta)Mo - 1 + \beta$$

但し、 $B \geq 3 \text{ ppm}$ では $\beta = 1$ 、 $B < 3 \text{ ppm}$ では $\beta = 0$

$$Hv-M = 270 + 1300C$$

ここで元素記号は元素の質量%

(2) 前記母材部の-20℃でのVノッチシャルピー値が200 J以上であることを特徴とする前記(1)に記載の低温靱性に優れた超高強度ラインパイプ。

(3) 前記鋼管において、鋼管長手方向の引張強さ/鋼管円周方向の引張強さの比が0.95以下であることを特徴とする前記(1)または(2)に記載の低温靱性に優れた超高強度ラインパイプ。

(4) 前記(1)に記載の化学成分を有するスラブを1000 ~ 1250℃に加熱した後、再結晶域での粗圧延に次いで、900℃以下の未再結晶オーステナイト域の累積圧下量が75%以上の未再結晶域圧延を施し、その後、オーステナイト域から、板厚中心部を1 ~ 10℃/秒の冷却速度で500℃以下まで加速冷却して鋼板を製造し、この鋼板を、圧延方向と鋼管長手方向が一致するように管状に成形し突き合わせ部を溶接して鋼管とすることを特徴とする低温靱性に優れた超高強度ラインパイプの製造方法。

(5) 前記加速冷却した後の鋼板をUO工程で管状に成形し、その突き合わせ部を内外面からサブマージアーク溶接した後、拡管することを特徴とする低温靱性に優れた前記(4)に記載の超高強度ラインパイプの製造方法。

【発明の効果】

【0012】

本発明によれば、低温靱性に優れた超高強度ラインパイプを実現することが可能である。

【発明を実施するための最良の形態】

【0013】

以下、本発明の内容について詳細に説明する。

【0014】

本発明は、900MPa以上の鋼管周方向の引張強さ(TS-C)を有する低温靱性の優れた超高強度ラインパイプに関する発明である。この強度水準の超高強度ラインパイプは、従来主流であるX65と較べて約2倍の圧力に耐えるので、同じサイズで約2倍のガスを輸送することが可能になる。

【0015】

X65の場合は、圧力を高めるために肉厚を厚くする必要があり、材料費、輸送費、現地溶接施工費が高くなって、パイプライン敷設費が大幅に上昇する。これが、900MPa以上のTS-Cを有する低温靱性の優れた超高強度ラインパイプが必要とされる理由である。

【0016】

一方、高強度になると、急激に鋼管の製造が困難になる。そこで、工業的制御の困難さを考慮して、上限強度を1100MPa、望ましくは1000MPaとした。

【0017】

従来、このような高強度鋼管においては、高靱性を得るために、組織を、マルテンサイト/ベイナイト混合組織(下部ベイナイト組織)とする手法が適用されている。

【0018】

そこで、鋭意検討した結果、特定の化学成分の鋼で擬似上部ベイナイト組織にすると、鋼板の低温靱性を低下させることなく、比較的容易な条件で鋼板を製造できることがわかった。また、このような組織を得るための鋼板製造条件についても検討し、明らかにした。

【0019】

ここで、擬似上部ベイナイトとは、低温変態組織の特徴であるラス組織の形態はあるが、生成する第2相である炭化物やMA(Martensite-Austenite)が下部ベイナイトと較べて粗大である組織を言う。

【0020】

図1に典型的な擬似上部ベイナイト、図2にマルテンサイト/ベイナイト混合組織(下部ベイナイト組織)の組織写真を示す。これらの組織の差異は肉眼では余りはっきりしない。しかし、本発明鋼の化学成分では、擬似上部ベイナイト組織が全体の約70%以上となると、その硬度の比は(Hv-ave)/(Hv-M)が0.8~0.9の範囲となる。

【0021】

但し、Hv-Mは、C量で決まるマルテンサイトの硬さであり、 $Hv-M = 270 + 1300C$ である。また、硬度Hv-aveは、鋼管の長手方向断面を荷重10kgfのビッカース試験機で、肉厚方向に1mmピッチで測定して、その平均を取った測定値である。

【0022】

一方、擬似上部ベイナイト組織は衝撃特性にも優れている。ラインパイプは、もし破壊が生じたとき、その破壊が一気に進まないように、高速延性破壊停止機能が必要である。このためには、-20℃でのVノッチシャルピー衝撃値で200Jが必要である。本発明の成分系で、擬似上部ベイナイト組織が全体の約70%以上となる組織であれば、Vノッチシャルピー衝撃値で200J以上となる。

【0023】

さらに、この擬似上部ベイナイト鋼では、鋼管長手方向の引張強さ(TS-L)と鋼管円周方向の引張強さ(TS-C)の比が0.95以下にすることができる。この値は、下部ベイナイト鋼と較べて低く、円周方向強度を保持したまま鋼管長手方向強度を低くすることができ、また、この比が低いことで、相対的に円周溶接金属の強度と較べて鋼管長手強度を低くすることができる。

【0024】

なお、この比はできるだけ低いことが望ましいが、本発明のような製造方法の場合、実際には0.90より低くすることは困難であると思われる。

【0025】

次に、成分元素の限定理由を述べる。なお、%は質量%を意味する。

【0026】

Cは0.03～0.07%に限定する。Cは鋼の強度向上に極めて有効であり、擬似上部ベイナイト組織において目標とする強度を得るためには、最低0.03%は必要である。しかし、C量が多すぎると、母材、HAZの低温靱性や現地溶接性の著しい劣化を招くので、好ましくは0.06%とするが、その上限を0.07%とした。

【0027】

Siは、脱酸や強度向上のために添加する元素であるが、多く添加すると、HAZ靱性、現地溶接性を著しく劣化させるので、上限を0.6%とした。鋼の脱酸は、AlでもTiでも十分可能であり、Siは必ずしも添加する必要はない。

【0028】

Mnは、本発明鋼のミクロ組織を擬似上部ベイナイト主体の組織とし、優れた強度・低温靱性のバランスを確保する上で不可欠な元素であり、その下限は1.5%である。しかし、Mnが多すぎると、鋼の焼入れ性が増してHAZ靱性、現地溶接性を劣化させるだけでなく、連続製造鋼片の中心偏析を助長し、母材の低温靱性をも劣化させるので、上限を2.5%とした。

【0029】

Niを添加する目的は、低炭素の本発明鋼を、低温靱性や現地溶接性を劣化させることなく、所望特性を向上させるためである。Ni添加は、MnやCr、Mo添加に比較して、圧延組織（とくに連続製造鋼片の中心偏析帯）中に低温靱性に有害な硬化組織を形成することが少ないばかりか、0.1%以上の微量Ni添加が、HAZ靱性の改善にも有効であることが判明した（HAZ靱性上、とくに有効なNi添加量は0.3%以上である）。

【0030】

しかし、添加量が多すぎると、経済性だけでなく、HAZ靱性や現地溶接性を劣化させるので、その上限を1.5%とした。また、Ni添加は連続製造時、熱間圧延時におけるCu割れの防止にも有効である。この場合、NiはCu量の1/3以上添加する必要がある。

【0031】

Moを添加する理由は、鋼の焼入れ性を向上させ、目的とする擬似上部ベイナイト主体の組織を得るためである。B添加鋼においては、Moの焼入れ性向上効果が高まり、また、MoはNbと共存して、制御圧延時にオーステナイトの再結晶を抑制し、オーステナイト組織の微細化にも効果がある。

【0032】

このような効果を得るために、Moは最低でも0.15%必要である。しかし、過剰なMo添加はHAZ靱性、現地溶接性を劣化させ、さらにBの焼入れ性向上効果を消失せしめることもあるので、その上限を0.6%とした。

【0033】

また、本発明鋼では、必須の元素としてNb:0.01～0.10%、Ti:0.005～0.030%を含有する。Nbは、Moと共存して制御圧延時にオーステナイトの再結晶を抑制して、擬似上部ベイナイト組織を微細化および安定化するだけでなく、析出硬化や焼入れ性増大にも寄与し、鋼を強靱化する。

【0034】

特に、NbとBが共存すると、焼入れ性向上効果が相乗的に高まる。さらに、Nbを0.01%以上添加することで、溶接熱影響部の過剰な軟化が抑制できる。しかし、Nb添加量が多すぎると、HAZ靱性や現地溶接性に悪影響をもたらすので、その上限を0.10%とした。

【0035】

一方、Ti添加は、微細なTiNを形成し、スラブ再加熱時およびHAZのオーステナイト粒の粗大化を抑制してミクロ組織を微細化し、母材およびHAZの低温靱性を改善する。また、Bの焼入れ性向上効果に有害な固溶NをTiNとして固定する役割も有する。この目的のために、Ti量は3.4N（各々質量%）以上添加することが望ましい。

【0036】

また、Al量が少ない時（たとえば0.005%以下）、Tiは酸化物を形成し、HAZにおいて粒内フェライト生成核として作用し、HAZ組織を微細化する効果も有する。このようなTiNの効果を発現させるためには、最低0.005%のTi添加が必要である。

【0037】

しかし、Ti量が多すぎると、TiNの粗大化やTiCによる析出硬化が生じ、低温靱性を劣化させるので、その上限を0.030%に限定した。

【0038】

Alは、通常、脱酸材として鋼に含まれる元素で、組織の微細化にも効果を有する。しかし、Al量が0.06%を越えると、Al系非金属介在物が増加して鋼の清浄度を害するので、上限を0.06%とした。しかし、脱酸はTiあるいはSiでも可能であり、Alは必ずしも添加する必要はない。

【0039】

さらに、本発明では、不純物元素であるPおよびSを、それぞれ、0.015%および0.003%以下とする。この主たる理由は、母材およびHAZの低温靱性をより一層向上させるためである。P量の低減は、連続铸造スラブの中心偏析を軽減するとともに、粒界破壊を防止して低温靱性を向上させる。また、S量の低減は、熱間圧延で延伸化するMnSを低減して延靱性を向上させる効果がある。

【0040】

次に、B、N、V、Cu、Cr、Ca、REM、Mgの1種または2種以上を添加する目的について説明する。

【0041】

基本となる成分に、更に、上記元素の1種または2種以上を添加する主たる目的は、本発明鋼の優れた特徴を損なうことなく、強度・靱性の一層の向上や、製造可能な鋼材サイズの拡大をはかるためである。したがって、その添加量は、自ずから制限されるべき性質のものである。

【0042】

Bは、極微量で鋼の焼入れ性を飛躍的に高め、目的とする擬似上部ベイナイト主体の組織を得るために、非常に有効な元素である。さらに、Bは、Moの焼入れ性向上効果を高めると共に、Nbと共存して相乗的に焼入れ性を増す。一方、過剰に添加すると、低温靱性を劣化させるだけでなく、かえってBの焼入れ性向上効果を消失せしめることもあるので、その上限を0.0025%とした。

【0043】

Nは、TiNを形成しスラブ再加熱時およびHAZのオーステナイト粒の粗大化を抑制して、母材、HAZの低温靱性を向上させる。このために必要な最小量は0.001%である。しかし、N量が多すぎるとスラブ表面疵や固溶NによるHAZ靱性の劣化、Bの焼入れ性向上効果の低下の原因となるので、その上限は0.006%に抑える必要がある。

【0044】

Vは、Nbとほぼ同様の効果を有するが、その効果は、Nbに比較して弱い。しかし、超高強度鋼におけるV添加の効果は大きく、NbとVの複合添加は本発明鋼の優れた特徴をさらに顕著なものとする。上限は、HAZ靱性、現地溶接性の点から0.10%まで許容できるが、特に0.03~0.08%の添加が望ましい範囲である。

【0045】

Cuは、母材、溶接部の強度を増加させるが、多すぎるとHAZ靱性や現地溶接性を著しく劣化させる。このためCu量の上限は1.0%である。

【0046】

Crは、母材、溶接部の強度を増加させるが、多すぎるとHAZ靱性や現地溶接性を著しく劣化させる。このためCr量の上限は1.0%である。

【0047】

CaおよびREMは硫化物(MnS)の形態を制御し、低温靱性を向上(シャルピー試験の吸収エネルギーの増加など)させる。Ca量を0.01%またはREMを0.02%を越えて添加すると、CaO-CaSまたはREM-CaSが大量に生成して、大型クラスタ、大型介在物となり、鋼の清浄度を害するだけでなく、現地溶接性にも悪影響をおよぼす。

【0048】

このため、Ca量の上限を0.01%、好ましくは、0.006%に制限し、REM量の上限を0.02%に制限した。なお、超高強度ラインパイプでは、S量およびO量を、それぞれ、0.001%および0.002%以下に低減し、かつ、 $ESSP = (Ca) [1-124(O)] / 1.25S$ を、 $0.5 \leq ESSP \leq 10.0$ とすることがとくに有効である。

【0049】

Mgは、微細分散した酸化物を形成し、溶接熱影響部の粒粗大化を抑制して低温靱性を向上させる。0.006%超では粗大酸化物を生成し逆に靱性を劣化させる。

【0050】

以上の個々の添加元素の組成限定に加えて、さらに、 $P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + (1 + \beta)Mo - 1 + \beta$ を $2.5 \leq P \leq 4.0$ に制限する。但し、 $B \geq 3ppm$ では $\beta = 1$ 、 $B < 3ppm$ では $\beta = 0$ である。

【0051】

これは、本発明の製造方法で目的とする組織、強度・低温靱性バランスを達成するためである。P値の下限を2.5としたのは、900MPa以上の強度と優れた低温靱性を得るためである。また、P値の上限を4.0としたのは、優れたHAZ靱性、現地溶接性を維持するためである。

【0052】

以上のような化学成分を有していても、製造条件を微細な擬似上部ベイナイトの組織が得られる適正な製造条件としなければ所望の特性は得られない。微細な擬似上部ベイナイト主体の組織を得る原理的な方法は、再結晶粒を未再結晶温度域で加工し、板厚方向に偏平したオーステナイト粒とし、これを、粗大なグラニューラーベイナイトが抑制される臨界冷却速度以上、下部ベイナイトやマルテンサイトが生成する冷却速度以下で冷却することである。

【0053】

まず、連続 casting または分塊で製造したスラブを、オーステナイト域である1000~1250℃に加熱する。1000℃未満では十分な固溶、整粒化が達成できない。一方、1250℃超では結晶粒が粗大化する。この加熱されたスラブを加熱温度~900℃の再結晶域での粗圧延を行う。粗圧延の目的は、次の未再結晶圧延前の結晶粒径をできるだけ微細にすることである。

【0054】

次いで、900℃以下の未再結晶オーステナイト域で、累積圧下比4以上の未再結晶域圧延を行う。圧延終了温度は700℃以上であればオーステナイト域である。本発明鋼は、Nb等の合金量が多いため、900℃以下では未再結晶温度である。最終的に、TS-CをTS-Lより高くするためには、圧延方向への結晶粒の延伸率を高くする必要がある。鋼板で、 $(TS-L) / (TS-C) \leq 0.95$ とするためには、少なくとも累積圧下量80%以上が必要である。

【0055】

その後、オーステナイト域から、板厚中心部の冷却速度を1~10℃/秒として、500℃以下まで冷却する。板厚中心部の冷却速度が10℃/秒超になると、まず、鋼板表層部が下部ベイナイトになり、20℃/秒以上になると全断面下部ベイナイトになる。

【0056】

一方、1℃/秒未満では、グラニューラーベイナイトになり靱性が低下する。このとき、冷速は速すぎても遅すぎても $(TS-L) / (TS-C) \leq 0.95$ とならない。また、

TS-LとTS-Cとの差の生じる原因が、未再結晶温度領域圧延にあると考えられるので、0.9未満にすることは困難である。

【0057】

さらに、変態が終了するためには、500℃以下にする必要がある。望ましくは300～450℃である。このようにして得られた鋼板を、圧延方向と鋼管長手方向が一致するように管状に成形し、突き合わせ部を接合して鋼管とする。

【0058】

本発明が目指すラインパイプは、通常、直径が450～1500mm、肉厚が10～40mm程度のサイズである。このようなサイズの鋼管を高率良く製造する方法としては、鋼板をU形、次いでO形に成形する、UO工程で製管し、突き合わせ部を仮付け溶接した後に、内外面からサブマージアーク溶接を行い、その後、拡管して真円度を高める製造方法が確立されている。

【0059】

真円にするためには塑性域まで変形させる必要があるが、本発明のごとき高強度鋼の場合は0.7%程度以上の拡管率（＝（拡管後円周－拡管前円周）／拡管前円周）が必要であるが、2%を超える大きな拡管を行うと、母材、溶接部とも塑性変形による靱性劣化が大きくなるので、拡管率は0.7～2%にするのが望ましい。

【実施例】

【0060】

以下に、本発明を具体的に説明する。表1に示す化学成分の鋼を300トン転炉で溶製した後、連続鑄造鋼片とし、その後、1100℃に再加熱し、再結晶域で圧延し、次いで、900～750℃の累積圧下量が80%となる制御圧延を18mmまで行い、その後、板厚中心部の冷却速度が1～10℃/秒、水冷停止温度が300～500℃になるように水冷して鋼板を製造した。

【0061】

この鋼板を、外径が965mmの鋼管に製造した。鋼管製造はUO工場で行い、管状に成形し、仮付け溶接後、3電極、1.5m/分、入熱2.8kJ/mmの溶接条件で内外面各1パスのサブマージアーク溶接を行い、その後、拡管率1%の拡管を行った。

【0062】

鋼板でのTS-C、TS-L、鋼管でのTS-C、TS-Lおよび低温靱性の指標として-30℃でのシャルピー値を測定した。-30℃で200J以上を確保できれば、-20℃でも200J以上のシャルピー値を確保できるはずである。この化学成分を表1に、製造条件と鋼板の特性を表2に、鋼管の特性を表3に示す。

【0063】

本発明範囲の化学成分の鋼A、B、CおよびDを用い、本発明の範囲内の条件で製造した、実施例No.1～6の鋼管は、強度が目標範囲にあり低温靱性も高い。本発明範囲の化学成分の鋼CおよびDであっても、製造条件が本発明の範囲外の条件である場合の比較例No.7および8の鋼管においては、それぞれ、Hv-ave/Hv-MおよびTS-Cが本発明の範囲外である。一方、C量が高くNiが添加されていない鋼Eを用いた比較例No.9は、低温靱性が低い。

【0064】

【表1】

	鋼	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Nb	Ti	Al	N	B	V	Cu	Cr	その他	P値
発明例	A	0.058	0.09	1.95	0.012	0.001	0.36	0.35	0.021	0.012	0.024	0.0027	0.0014	-	-	0.28	-	3.2
	B	0.052	0.25	1.65	0.007	0.001	1.20	0.47	0.028	0.015	0.003	0.0036	-	-	0.79	0.81	Ca:0.004	2.9
	C	0.036	0.11	1.78	0.005	0.001	0.85	0.45	0.012	0.014	0.033	0.0024	0.0009	0.063	-	-	-	3.2
	D	0.046	0.28	2.03	0.008	0.002	0.37	0.52	0.033	0.018	0.018	0.0041	-	0.052	0.40	0.65	Mg:0.0008	2.7
比較例	E	0.08*	0.47	2.15	0.011	0.001	-*	0.14	0.036	0.017	0.026	0.0030	0.0013	-	-	-	-	2.8

* 本発明の範囲外

【0065】

【表 2】

表 2

区分	実施No.	鋼	冷却速度 ℃/秒	冷却停止温度 ℃	鋼板の特性	
					TS-L MPa	TS-C MPa
発明例	1	A	8	370	941	991
	2	A	2	410	864	919
	3	B	5	380	900	957
	4	C	5	310	872	938
	5	C	5	450	845	889
	6	D	5	400	839	902
比較例	7	D	*30	390	1018	1060
	8	C	*0.5	350	756	822
	9	*E	5	370	949	997

* 本発明の範囲外

【0066】

【表 3】

表 3

区分	実施 No.	鋼	鋼管の特性							
			Hv-ave	Hv-ave/ Hv-M	組織	TS-L MPa	TS-C MPa	L方向YS MPa	TS-L/ TS-C	vE ₋₃₀ J
発明例	1	A	304	0.88	擬似上部ベイナイト	961	1012	912	0.95	237
	2	A	279	0.81	擬似上部ベイナイト	868	943	812	0.92	205
	3	B	291	0.86	擬似上部ベイナイト	924	983	878	0.94	255
	4	C	282	0.89	擬似上部ベイナイト	897	964	842	0.93	271
	5	C	273	0.86	擬似上部ベイナイト	838	921	786	0.91	274
	6	D	270	0.82	擬似上部ベイナイト	862	927	810	0.93	269
比較例	7	D	330	*1.00	下部ベイナイト	1062	1095	1030	0.97	275
	8	C	242	*0.76	グラニューパーベイナイト	764	*840	711	0.91	*106
	9	*E	307	0.82	擬似上部ベイナイト	964	1026	915	0.94	*121

* 本発明の範囲外

【産業上の利用可能性】

【0067】

本発明によれば、低温靱性に優れた超高強度ラインパイプを実現することが可能である。それ故、本発明は、長距離パイプラインの敷設コストを低減し、世界のエネルギー問題

の解決に寄与する。

【図面の簡単な説明】

【 0 0 6 8 】

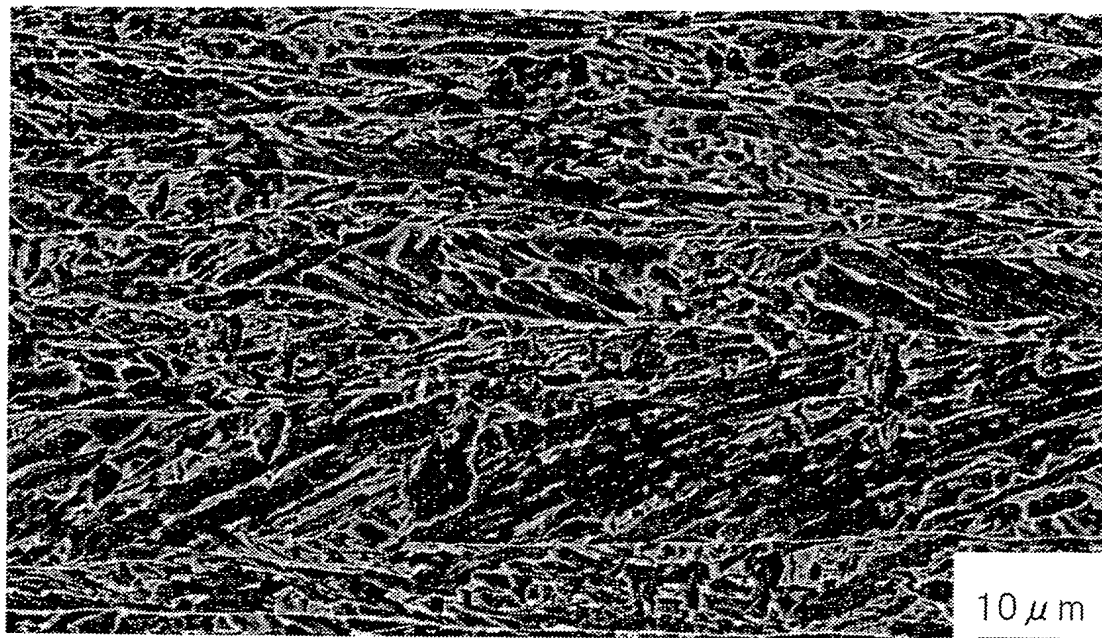
【図 1】 擬似上部ベイナイト組織を示す図である。

【図 2】 マルテンサイト／ベイナイト混合組織（下部ベイナイト組織）を示す図である。

【書類名】 図面

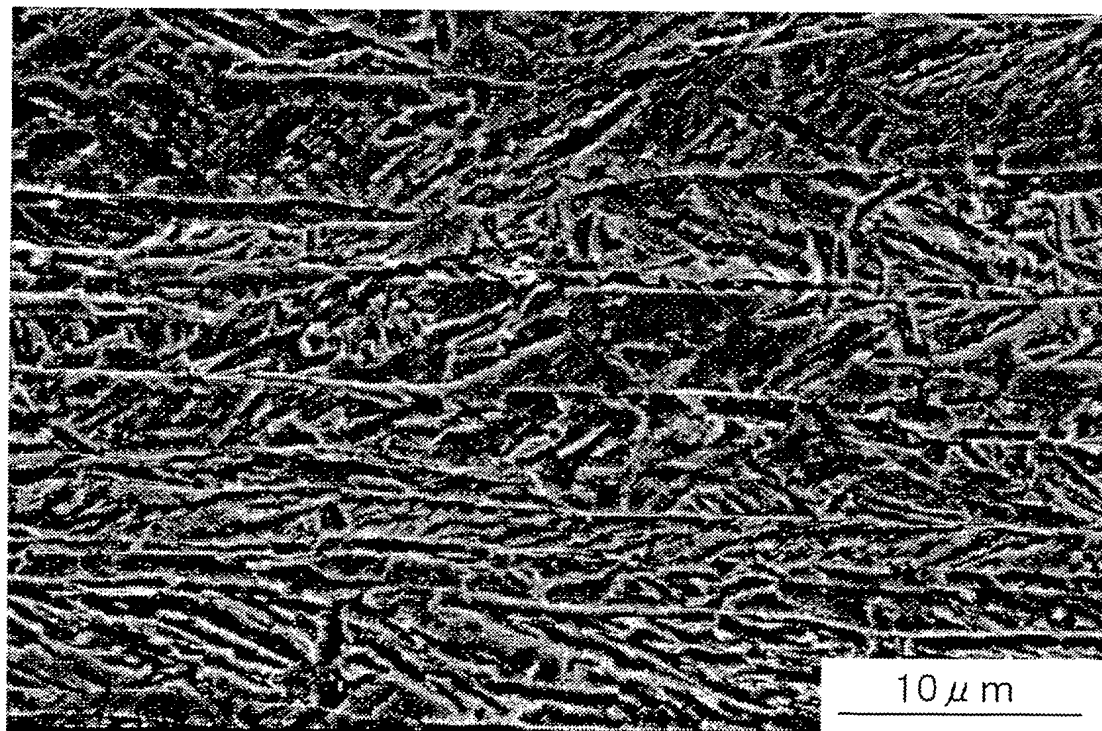
【図 1】

図 1



【図 2】

図 2



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 現地溶接が容易な900MPa以上の鋼管周方向引張強さ (TS-C) を有する低温靱性の優れた超高強度ラインパイプを提供する。

【解決手段】 質量%で、C:0.03~0.07%、Si:0.6%以下、Mn:1.5~2.5%、P:0.015%以下、S:0.003%以下、Ni:0.1~1.5%、Mo:0.15~0.60%、Nb:0.01~0.10%、Ti:0.005~0.030%、Al:0.06%以下を含み、さらに、所要量のB、N、V、Cu、Cr、Ca、REM、Mgの1種または2種以上を含有して残部が鉄および不可避免的不純物からなる鋼板を突き合わせて溶接した鋼管であって、 $2.5 \leq P \leq 4.0$ で、 $Hv-ave$ (母材部の肉厚方向の平均ビッカース硬さ) / C量で決まるマルテンサイト硬さ $Hv-M$ ($Hv-M=270+1300C$) との比 $(Hv-ave) / (Hv-M)$ が0.8~0.9で、引張強さTS-Cが900~1100MPaであることを特徴とする低温靱性に優れた超高強度ラインパイプ。

$P=2.7C+0.4Si+Mn+0.8Cr+0.45(Ni+Cu)+(1+\beta)Mo-1+\beta$ ($B \geq 3ppm$ では $\beta=1$ 、 $B < 3ppm$ では $\beta=0$)

【選択図】 なし

特願 2 0 0 3 - 4 2 3 3 2 9

ページ : 1/E

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号

[0 0 0 0 0 6 6 5 5]

1. 変更新年月日

1 9 9 0 年 8 月 1 0 日

[変更理由]

新規登録

住 所

東京都千代田区大手町 2 丁目 6 番 3 号

氏 名

新日本製鐵株式会社